

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平11-61342

(43) 公開日 平成11年(1999) 3月5日

(51) Int.Cl.<sup>8</sup>  
C 2 2 C 38/00  
38/54識別記号  
3 0 2F I  
C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z  
38/54

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願平9-214629

(22) 出願日 平成9年(1997) 8月8日

(71) 出願人 000006208

三菱重工業株式会社

東京都千代田区丸の内二丁目5番1号

(72) 発明者 尾崎 政司

長崎県長崎市深堀町五丁目717番1号 三

菱重工業株式会社長崎研究所内

(72) 発明者 西村 宜彦

長崎県長崎市深堀町五丁目717番1号 三

菱重工業株式会社長崎研究所内

(74) 代理人 弁理士 奥山 尚男 (外2名)

(54) 【発明の名称】 高Crフェライト鋼

(57) 【要約】

【課題】 600℃以上の温度域における高温クリープ強度を大幅に改善するとともに、靱性、加工性および溶接性においても既存の低合金鋼と同等以上の性能を有し、オーステナイト系ステンレス鋼に代替できる新しいCrフェライト鋼を提供する。

【解決手段】 重量%で、C: 0.03~0.12、Si: 0.1~0.7、Mn: 0.1~1.0、P: ≤0.025、S: ≤0.015、Cr: 8~13、Mo: 0.1~1.5、W: 0.1~3.5、V: 0.01~0.3、Nb: 0.01~0.2、Co: 0.1~3、Cu: 0.1~3、Ni: 0.1~1、B: 0.0005~0.01、N: 0.01~0.1を含み、さらにHf: 0.01~0.5、Zr: 0.01~0.5、Ta: 0.01~1.0、またはOs: 0.01~3のいずれかを含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなる高Crフェライト鋼である。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、炭素：0.03～0.12%、ケイ素：0.1～0.7%、マンガン：0.1～1.0%、リン：≤0.025%、イオウ：≤0.015%、クロム：8～13%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～3.5%、バナジウム：0.01～0.3%、ニオブ：0.01～0.2%、コバルト：0.1～3%、銅：0.1～3%、ニッケル：0.1～1%、ホウ素：0.0005～0.01%、窒素：0.01～0.1%、ハフニウム：0.01～0.5%を含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなる高Crフェライト鋼。

【請求項2】 重量%で、炭素：0.03～0.12%、ケイ素：0.1～0.7%、マンガン：0.1～1.0%、リン：≤0.025%、イオウ：≤0.015%、クロム：8～13%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～3.5%、バナジウム：0.01～0.3%、ニオブ：0.01～0.2%、コバルト：0.1～3%、銅：0.1～3%、ニッケル：0.1～1%、ホウ素：0.0005～0.01%、窒素：0.01～0.1%、ジルコニウム：0.01～0.5%を含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなる高Crフェライト鋼。

【請求項3】 重量%で、炭素：0.03～0.12%、ケイ素：0.1～0.7%、マンガン：0.1～1.0%、リン：≤0.025%、イオウ：≤0.015%、クロム：8～13%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～3.5%、バナジウム：0.01～0.3%、ニオブ：0.01～0.2%、コバルト：0.1～3%、銅：0.1～3%、ニッケル：0.1～1%、ホウ素：0.0005～0.01%、窒素：0.01～0.1%、タンタル：0.01～1.0%を含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなる高Crフェライト鋼。

【請求項4】 重量%で、炭素：0.03～0.12%、ケイ素：0.1～0.7%、マンガン：0.1～1.0%、リン：≤0.025%、イオウ：≤0.015%、クロム：8～13%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～3.5%、バナジウム：0.01～0.3%、ニオブ：0.01～0.2%、コバルト：0.1～3%、銅：0.1～3%、ニッケル：0.1～1%、ホウ素：0.0005～0.01%、窒素：0.01～0.1%、オスミニウム：0.01～3%を含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなる高Crフェライト鋼。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、発電用ボイラー、タービンおよび化学プラント等の分野で、高温耐圧部材として使用するのに好適な高温強度に優れた高Crフェ

ライト鋼に関する。

## 【0002】

【従来の技術】発電用ボイラー、化学プラントおよび原子力用等の高温耐圧部材としては、オーステナイト系ステンレス鋼、Cr含有量が9～12%の高Crフェライト鋼、2 1/4Cr-1Mo鋼（JIS STBA24をいう。）に代表される低Crフェライト鋼および炭素鋼等がある（本明細書において合金成分の含有量はすべて重量%である）。これらは、対象部材の使用温度、圧力、使用環境に応じ、かつ経済性を考慮して選択されている。この中でも、9～12%Crフェライト鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べ、1）安価である、2）熱膨張率が小さい、3）応力腐食割れを起しにくい、4）熱伝導性が良い等の優れた特徴を有している。さらに、低Crフェライト鋼と比較しても、高温腐食、応力腐食に対して優れており、かつ高温強度が高い。従って、オーステナイト系ステンレス鋼の代替材として注目されている。

## 【0003】

【発明が解決しようとする課題】そこで、本発明は600℃以上の温度域における高温クリープ強度を大幅に改善するとともに、靱性、加工性および溶接性においても既存の低合金鋼と同等以上の性能を有し、オーステナイト系ステンレス鋼に代替できる新しい高Crフェライト鋼を提供するものである。

## 【0004】

【課題を解決するための手段】本願発明者は、鋭意研究を重ねた結果、以下に示す高温強度に優れた高フェライト鋼を提供するものである。

(1) 炭素（C）：0.03～0.12%、ケイ素（Si）：0.1～0.7%、マンガン（Mn）：0.1～1.0%、リン（P）：≤0.025%、イオウ（S）：≤0.015%、クロム（Cr）：8～13%、モリブデン（Mo）：0.1～1.5%、タングステン（W）：0.1～3.5%、バナジウム（V）：0.01～0.3%、ニオブ（Nb）：0.01～0.2%、コバルト（Co）：0.1～3%、銅（Cu）：0.1～3%、ニッケル（Ni）：0.1～1%、ホウ素（B）：0.0005～0.01%、窒素（N）：0.01～0.1%、ハフニウム（Hf）：0.01～0.5%を含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなる高Crフェライト鋼。

(2) 炭素：0.03～0.12%、ケイ素：0.1～0.7%、マンガン：0.1～1.0%、リン：≤0.025%、イオウ：≤0.015%、クロム：8～13%、モリブデン：0.1～1.5%、タングステン：0.1～3.5%、バナジウム：0.01～0.3%、ニオブ：0.01～0.2%、コバルト：0.1～3%、銅：0.1～3%、ニッケル：0.1～1%、ホウ素：0.0005～0.01%、窒素：0.01～0.5%を含み、残部が鉄および不可避免的不純物からなる高Crフェライト鋼。

1%、ジルコニウム：0.01~0.5%を含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなる高Crフェライト鋼。

(3) 炭素：0.03~0.12%、ケイ素：0.1~0.7%、マンガン：0.1~1.0%、リン：≤0.025%、イオウ：≤0.015%、クロム：8~13%、モリブデン：0.1~1.5%、タングステン：0.1~3.5%、バナジウム：0.01~0.3%、ニオブ：0.01~0.2%、コバルト：0.1~3%、銅：0.1~3%、ニッケル：0.1~1%、ホウ素：0.0005~0.01%、窒素：0.01~0.1%、タンタル：0.01~1.0%を含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなる高Crフェライト鋼。

(4) 炭素：0.03~0.12%、ケイ素：0.1~0.7%、マンガン：0.1~1.0%、リン：≤0.025%、イオウ：≤0.015%、クロム：8~13%、モリブデン：0.1~1.5%、タングステン：0.1~3.5%、バナジウム：0.01~0.3%、ニオブ：0.01~0.2%、コバルト：0.1~3%、銅：0.1~3%、ニッケル：0.1~1%、ホウ素：0.0005~0.01%、窒素：0.01~0.1%、オスミニウム：0.01~3%を含み、残部が鉄および不可避免の不純物からなる高Crフェライト鋼。

#### 【0005】

【実施の形態】本発明の好ましい第一の態様は、添加元素として従来あまり用いられていなかったHfを添加し、 $\delta$ -フェライトの形成を抑制する効果のあるCo、Cu、Niを適量添加したことを特徴とし、重量%で、C：0.03~0.12%、Si：0.1~0.7%、Mn：0.1~1.0%、P：≤0.025%、S：≤0.015%、Cr：8~13%、Mo：0.1~1.5%、W：0.1~3.5%、V：0.01~0.3%、Nb：0.01~0.2%、Co：0.1~3%、Cu：0.1~3%、Ni：0.1~1%、B：0.0005~0.01%、N：0.01~0.1%、Hf：0.01~0.5%を含み、残部は鉄および不可避免の不純物からなる高温強度に優れた高Crフェライト鋼を提供するものである。

【0006】以下に本発明鋼における各成分の作用とその限定理由を示す。C（炭素）は、Nとともに、Cr、Fe、V、Nbと結合して炭窒化物を形成し、高温強度の向上に寄与する。また、オーステナイト形成元素として作用し、 $\delta$ -フェライトの生成を抑制する。0.03%未満では炭化物析出が不十分であり、かつ $\delta$ -フェライト量が多くなり強度および靱性が不足する。また、0.12%を超えて添加すると、炭化物の過剰析出により著しく硬化して加工性が低下するとともに、溶接性が悪くなり圧力容器等を製造する場合に溶接割れ等の不具合を生じる。したがって、その成分範囲は、0.03~0.12%、好ましくは、0.05~0.11%であ

る。

【0007】Si（ケイ素）は、脱酸剤として作用し、また耐水蒸気酸化特性を高める元素であるが、0.7%を超えると靱性が著しく低下し、強度に対しても有害である。また、0.1%未満の添加ではその効果が得られない。したがって、その成分範囲は、0.1~0.7%である。

【0008】Mn（マンガン）は、Siと同様脱酸剤として有用な元素である。しかし、1%を超えると鋼を硬化させ加工性を損なう。また、0.1%未満の添加ではその効果が得られない。したがって、その成分範囲は、0.1~1%である。

【0009】P（リン）およびS（硫黄）は、いずれも靱性、加工性に有害な元素で、Sが微量であっても粒界やCr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>スケール皮膜を不安定にし、強度、靱性および加工性劣化の原因となることから、上記の許容範囲内でもできるだけ少ないほうがよい。不可避な含有量として、その上限は、Pは0.025%、Sは0.015%である。

【0010】Cr（クロム）は、CおよびNと結合して炭窒化物を形成しクリープ破断強度の向上に寄与するとともに、母相中に固溶して耐酸化性および耐高温腐食性を改善し、さらに母相自体を強化してクリープ強度の向上に寄与する。その含有量が8%未満では十分な耐酸化性、耐高温腐食性が得られず、また、13%を超えて添加すると $\delta$ -フェライトが生成しやすく強度と靱性を損なう。したがって、その成分範囲は、8~13%である。

【0011】Mo（モリブデン）は、Wとともに、母相中に固溶してクリープ強度を向上させる。Moの単独添加であれば3%程度添加することが可能であるが、Wを本願請求範囲で添加する場合、Wの方が高温強度の向上に有効であり、またMoおよびWを多量に添加すると $\delta$ -フェライトが形成されるときに、高温で長時間使用中にLaves相といわれる金属間化合物が形成し、クリープ延性が低下する。また、0.1%未満の添加ではその効果が表われない。したがって、その成分範囲は、0.1~1.5%、好ましくは、0.1~1.0%である。

【0012】W（タングステン）は、上述のとおり母相中に固溶してクリープ強度を著しく向上させる。しかし、3.5%を超えて添加すると $\delta$ -フェライトが生成しやすくなる。また、0.1%未満の添加ではその効果が表われない。したがって、その成分範囲は、0.1~3.5%、好ましくは、1.5~3.0%である。

【0013】V（バナジウム）は、Nbとともに、C、Nと結合して微細な炭窒化物を形成する。この微細析出物は、高温での長時間クリープ強度の向上に有効である。しかし、0.01%未満では十分な効果が得られず、また0.3%を超える場合にはかえってクリープ強

5

度を損なう。したがって、その成分範囲は、0.01～0.3%、好ましくは、0.10～0.25%である。

【0014】Nb（ニオブ）は、上述のとおり微細な炭窒化物を形成し、クリープ強度向上に寄与する。また、溶体化処理時のオーステナイト粒の成長を抑制する効果がある。しかし、0.01%未満では上記の効果が得られず、また0.2%を超える場合は未固溶NbCが増え、クリープ強度と靱性を損なう。したがって、その成分範囲は、0.01～0.2%、好ましくは、0.03～0.1%である。

【0015】Co（コバルト）は、CuやNi等と同様オーステナイト安定化元素であり、 $\delta$ -フェライトの生成を抑制する効果がある。また、Niと比較して添加量に対してAcl温度低下が少なく、焼き戻し温度を高く設定できる利点がある。よって、Coの添加量は、0.1～3%である。0.1%未満では、十分な効果が得られず、3%をこえると、かえってクリープ強度をそこなう。

【0016】Cu（銅）は、オーステナイト安定化元素であり、 $\delta$ -フェライトの生成を抑制する効果があるとともに、固溶強化、析出強化が期待できる。ただし、多量の添加は、強度および熱間加工性を低下させる。熱間加工性については、Niを適量添加することで加工性を向上できる。以上のことより、Cuの成分範囲は、0.1～3%、好ましくは、0.5～2.5%である。

【0017】Ni（ニッケル）は、オーステナイト安定化元素であり、 $\delta$ -フェライトの生成を抑制する効果があるとともに、靱性改善に寄与するが、その含有量が1%を超えると高温クリープ強度を損なう。また、NiとCuのバランスを重量比で $Ni \geq 1/4 Cu$ とすることで、Cuの多量添加（Cuを1%以上添加する場合）による熱間加工時の割れを防止することができる。したがって、Cuとのバランスを考えて、その成分範囲は、0.1～1%、好ましくは、0.1～0.7%である。

【0018】B（ホウ素）は、極微量の添加で焼入れ性を向上させるとともに、炭化物を分散、安定化させる効果がある。0.0005%未満ではその効果が小さく、0.01%を超えると加工性を損なう。したがって、その成分範囲は、0.0005～0.01%、好ましくは、0.001～0.007%である。

【0019】N（窒素）は、Cと同様、Cr、Fe、V、Nb等と結合して炭窒化物を形成する。0.01%未満ではその効果がなく、また、0.1%を超えると炭窒化物が粗大化し、強度、靱性、加工性を損なう。したがって、その成分範囲は、0.01～0.1%、好ましくは、0.02～0.07%である。

【0020】Hf（ハフニウム）は、Fe母相とのミスフィット（格子の歪み度合）が大きく、Fe中での拡散係数が高いことから、Fe母相中にHfが固溶すると転位の運動を阻害し、高温強度を上昇させる。固溶しな

6

いHfは、Cと結合して炭化物として析出し、転位の運動を阻害する。しかし、0.01%未満ではその効果がなく、また0.5%を超えて添加すると金属間化合物を形成して靱性を低下させる。したがって、その成分範囲は、0.01～0.5%である。

【0021】本発明の好ましい第二の態様は、添加元素として従来あまり用いられていなかったZrを添加し、 $\delta$ -フェライトの形成を抑制する効果のあるCo、Cu、Niを適量添加したことを特徴とし、重量%で、  
10 C:0.03～0.12%、Si:0.1～0.7%、Mn:0.1～1.0%、P: $\leq$ 0.025%、S: $\leq$ 0.015%、Cr:8～13%、Mo:0.1～1.5%、W:0.1～3.5%、V:0.01～0.3%、Nb:0.01～0.2%、Co:0.1～3%、Cu:0.1～3%、Ni:0.1～1%、B:0.0005～0.01%、N:0.01～0.1%、Zr:0.01～0.5%を含み、残部は鉄および不可避免的不純物からなる高温強度に優れた高Crフェライト鋼を提供するものである。

20 【0022】以下に、第二の態様における本発明鋼の各成分の作用とその限定理由を示す。C、Si、Mn、P、S、Cr、Mo、W、V、Nb、Co、Cu、Ni、BおよびNについては、第一の態様と同じである。Zr（ジルコニウム）は、Fe母相とのミスフィット（格子の歪み度合）が大きく、Fe中での拡散係数が高くことから、Fe母相中にZrが固溶すると転位の運動を阻害し、高温強度を上昇させる。また、固溶しないZrはNと結合して窒化物として析出し、転位の運動を阻害する。しかし、0.01%未満ではその効果がなく、また、多量に添加すると金属間化合物が生成して靱性が低下するため、その成分範囲は、0.01～0.5%である。

30 【0023】本発明の好ましい第三の態様は、添加元素として従来あまり用いられていなかったTaを添加し、 $\delta$ -フェライトの形成を抑制する効果のあるCo、Cu、Niを適量添加したことを特徴とし、重量%で、  
40 C:0.03～0.12%、Si:0.1～0.7%、Mn:0.1～1.0%、P: $\leq$ 0.025%、S: $\leq$ 0.015%、Cr:8～13%、Mo:0.1～1.5%、W:0.1～3.5%、V:0.01～0.3%、Nb:0.01～0.2%、Co:0.1～3%、Cu:0.1～3%、Ni:0.1～1%、B:0.0005～0.01%、N:0.01～0.1%、Ta:0.01～1.0%を含み、残部は鉄および不可避免的不純物からなる高温強度に優れた高Crフェライト鋼を提供するものである。

50 【0024】以下に、第三の態様における本発明鋼の各成分の作用とその限定理由を示す。C、Si、Mn、P、S、Cr、Mo、W、V、Nb、Co、Cu、Ni、BおよびNについては、第一の態様と同じである。

Ta (タンタル) は、Fe 母相とのミスフィット (格子の歪み度合) が大きく、Fe 中での拡散係数が大きいことから、Fe 母相中に Ta が固溶すると転位の運動を阻害し、高温強度を上昇させる。しかし、0.01%未満ではその効果がなく、また1%を超えて添加すると金属間化合物を生成するとともに、炭化物を形成しやすくなる。したがって、その成分範囲は、0.01~1.0%である。

【0025】本発明の好ましい第四の態様は、添加元素として従来あまり用いられていなかったOsを添加し、 $\delta$ -フェライトの形成を抑制する効果のあるCo、Cu、Niを適量添加したことを特徴とし、重量%で、C:0.03~0.12%、Si:0.1~0.7%、Mn:0.1~1.0%、P: $\leq$ 0.025%、S: $\leq$ 0.015%、Cr:8~13%、Mo:0.1~1.5%、W:0.1~3.5%、V:0.01~0.3%、Nb:0.01~0.2%、Co:0.1~3%、Cu:0.1~3%、Ni:0.1~1%、B:0.0005~0.01%、N:0.01~0.1%、Os:0.01~3%を含み、残部は鉄および不可避免の不純物からなる高温強度に優れた高Crフェライト鋼を提供するものである。

【0026】以下に、第四の態様における本発明鋼の各成分の作用とその限定理由を示す。C、Si、Mn、P、S、Cr、Mo、W、V、Nb、Co、Cu、Ni、BおよびNについては、第一の態様と同じである。Os (オスミウム) は、Fe 母相とのミスフィット (格子の歪み度合) が大きく、Fe 中での拡散係数が大きいことから、Fe 母相中にHfが固溶すると転位の運動を阻害し、高温強度を上昇させる。Fe 母相はOsに対して広い固溶限を有し、その添加量に比例して高温強度が上昇するが、経済性を鑑みてその上限を3%とする。また、0.01%未満ではその効果がないので、その成分範囲は、0.01~3.0%である。

【0027】本発明の高温強度に優れた高Crフェライト鋼は、上記成分とともに不可避免の不純物および鉄からなる。不可避免の不純物とは、製鋼段階で原料から混入し、精錬においても除去できないものをさすものであり、具体的には、Al、O、Sn、As、Sbである。不可避免の不純物の含有量としては、P<0.03、S<0.03、Al<0.01、O<0.01、Sn<0.01、As<0.01、Sb<0.01である。

【0028】

【実施例】以下に具体的な実施例について説明するが、本発明はこれに限定されるものではない。表1および表2は、試験に供した材料の化学成分組成を示し、表3および表4は、材料特性試験結果を示す。

実施例1

表1中、A~Dは比較鋼、AA~ALは実施例1の発明鋼である。A鋼、B鋼、C鋼は、それぞれ発電用火力設

備の技術基準に定められた火STBA27、火STBA28、火SUS410J2TB相当の材料であり、D鋼はDIN規格のX20CrMoV121相当の材料である。これらの鋼は、何れも30Kgの高周波真空溶解炉で溶解し、インゴットを1150~950℃で鍛造した。A鋼、B鋼は、通常の熱処理として1050℃×1hr・A.C (空冷) の焼きならし後、770℃×1hr・A.Cの焼き戻し処理を行った。C鋼およびD鋼は、1100℃×1hr・A.Cの焼きならし後、760℃×2hr・A.Cの焼き戻し処理を行った。本発明鋼は、1070℃×3hr・A.Cの焼きならし後、780℃×2hr・A.Cの焼き戻し処理を行った。

【0029】これらの供試鋼について、引張試験 (JIS Z 2241)、シャルピー衝撃試験 (JIS Z 2242) およびクリープ破断試験 (JIS Z 2272) を行った。引張試験は室温と600℃で、クリープ破断試験は600℃、650℃、700℃において最長10000hr程度の長時間試験を行い、650℃×105hrクリープ破断強度を求めた。また、シャルピー衝撃試験は、JIS Z 2202に準拠して延性-脆性破面遷移温度を求めた。

【0030】表3に試験結果を示す。表3より明らかなように、本発明鋼は、室温、600℃とも引張強さおよび0.2%耐力において比較鋼より高い値を示している。さらに、本発明鋼のクリープ破断強度は比較鋼に比べて格段に優れていることがわかる。また、本発明鋼の延性-脆性遷移温度は、比較鋼とした既存の鋼と同等の値を示しており、実用上問題ないことがわかる。以上のように、本発明鋼は従来鋼を大幅に上回る高温強度と、従来鋼と同等の靱性を有した材料である。

【0031】実施例2

実施例1と同じ方法により本発明鋼2 (符号BA~BL) の引張強さ、シャルピー衝撃試験およびクリープ破断試験を行い、材料特性を評価した。表3に試験結果を示す。表3より明らかなように、本発明鋼は実施例1の発明鋼 (符号AA~AL) と同様、室温、600℃とも引張強さおよび0.2%耐力において比較鋼より高い値を示している。さらに、本発明鋼のクリープ破断強度は比較鋼に比べて格段に優れていることがわかる。また、本発明鋼の延性-脆性遷移温度は、比較鋼とした既存の鋼と同等の値を示しており、実用上問題ないことがわかる。

【0032】以上のように、本発明鋼も実施例1の発明鋼同様、従来鋼を大幅に上回る高温強度と、従来鋼と同等の靱性を有した材料である。本発明鋼の特徴的な添加元素の一つであるZrは、実施例1で添加したHfよりも安価であることから、実施例1の発明鋼よりも経済的に有利である。

【0033】実施例3

実施例1と同じ方法により本発明鋼3 (符号CA~CL) の引張強さ、シャルピー衝撃試験およびクリープ破

断試験を行い、材料特性を評価した。表2に材料の化学成分組成を示し、表4に試験結果を示す。表4より明らかなように、本発明鋼は、実施例1の発明鋼（符号AA～AL）と同様、室温、600℃とも引張強さおよび0.2%耐力において比較鋼より高い値を示している。さらに、本発明鋼のクリープ破断強度は比較鋼に比べて格段に優れていることがわかる。また、本発明鋼の延性－脆性遷移温度は、比較鋼として既存の鋼と同等の値を示しており、実用上問題ないことがわかる。さらに、本発明鋼は実施例1（Hf添加鋼）および実施例2（Zr添加鋼）の発明鋼よりも特殊添加元素（Ta）のFeへの固溶限が広いことから多く添加できるため、高いクリープ破断強度を有している。

【0034】以上のように、本発明鋼は、従来鋼を大幅に上回る高温強度と、従来鋼と同等の靱性を有した材料であるとともに、実施例1、2に示した発明鋼よりも高温強度に優れた材料である。実施例1、2の発明鋼よりも高温強度に優れることから材料厚みを薄くできるため、プラントの発停に伴う熱応力を低減でき、損傷の発生を未然に抑制し、プラントの信頼性向上に寄与する。

#### 【0035】実施例4

実施例1と同じ方法により本発明鋼4（符号DA～DL）の引張強さ、シャルピー衝撃試験およびクリープ破断試験を行い、材料特性を評価した。表2に材料の化学成分組成を示し、表4に試験結果を示す。表4より明らかなように、本発明鋼は、実施例1の発明鋼（符号AA～AL）と同様、室温、600℃とも引張強さおよび0.2%耐力において比較鋼より高い値を示している。さらに、本発明鋼のクリープ破断強度は比較鋼に比べて格段に優れていることがわかる。また、本発明鋼の延性

－脆性遷移温度は、比較鋼とした既存の鋼と同等の値を示しており、実用上問題ないことがわかる。さらに、本発明鋼は実施例1（Hf添加鋼）、実施例2（Zr添加鋼）および実施例3（Ta添加鋼）の発明鋼よりも特殊添加元素（Os）のFeへの固溶限が広いことから多く添加できるため、高いクリープ破断強度を有している。

【0036】以上のように、本発明鋼は、従来鋼を大幅に上回る高温強度と、従来鋼と同等の靱性を有した材料であるとともに、実施例1、2、3に示した発明鋼よりも高温強度に優れた材料である。本発明鋼は、実施例1～3の発明鋼よりも高温強度に優れることから材料厚みを薄くできるため、プラントの発停に伴う熱応力を低減でき、損傷の発生を未然に抑制し、さらなるプラントの信頼性向上に寄与する。

#### 【0037】

【発明の効果】上述のとおり、本発明鋼は、表1に示す成分により、高温で安定な組織を形成し、従来の高Crフェライト鋼が使用困難であった600℃以上の高温におけるクリープ強度を大幅に改善したフェライト鋼を提供するものである。本発明鋼は、オーステナイト鋼であるSUS347HTB、SUS321HTBおよびSUS316HTBと同等以上のクリープ強度を有している。本発明鋼は、フェライト鋼の長所である靱性、加工性、経済性を兼ね備えた材料として、ボイラー、化学工業、原子力等の産業分野で使用される高温耐圧部材として従来のオーステナイト鋼に代わり、管、板、その他種々の形状の鍛造品等に広く適用できるものである。

#### 【0038】

##### 【表1】

表1 供試鋼の化学成分（重量%）

	符号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	Co	Ni	Cu	Hf	Zr	Ta	Os	B	N
比較鋼	A	0.06	0.28	0.51	0.015	0.010	8.92	2.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	B	0.09	0.37	0.44	0.008	0.005	9.04	0.98	-	0.24	0.07	-	0.08	-	-	-	-	-	-	0.045
	C	0.11	0.30	0.56	0.010	0.005	12.10	1.00	1.02	0.27	0.14	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	D	0.22	0.33	0.58	0.022	0.004	11.54	0.88	-	0.30	-	-	0.64	-	-	-	-	-	-	-
本発明鋼1	AA	0.08	0.32	0.51	0.008	0.006	10.48	0.14	2.02	0.19	0.07	0.53	0.48	1.86	0.23	-	-	-	0.003	0.046
	AB	0.08	0.31	0.49	0.007	0.005	10.71	0.18	2.11	0.21	0.06	1.86	0.21	0.72	0.25	-	-	-	0.005	0.048
	AC	0.07	0.28	0.50	0.006	0.004	11.30	0.17	2.43	0.20	0.08	2.01	0.36	1.36	0.31	-	-	-	0.004	0.045
	AD	0.06	0.33	0.18	0.007	0.006	11.35	0.18	2.65	0.23	0.07	2.51	0.47	1.89	0.08	-	-	-	0.003	0.043
	AE	0.09	0.29	0.49	0.007	0.005	11.06	0.16	2.60	0.22	0.07	1.89	0.49	1.91	0.15	-	-	-	0.003	0.042
	AF	0.08	0.30	0.32	0.006	0.006	11.40	0.15	2.00	0.19	0.08	1.81	0.43	1.45	0.06	-	-	-	0.004	0.049
	AG	0.11	0.21	0.50	0.008	0.006	8.89	0.75	2.93	0.17	0.09	1.93	0.51	0.82	0.23	-	-	-	0.002	0.035
	AH	0.06	0.24	0.46	0.008	0.005	10.13	0.15	2.58	0.24	0.05	1.78	0.23	0.79	0.21	-	-	-	0.003	0.051
	AI	0.08	0.23	0.26	0.006	0.005	9.15	0.81	1.61	0.18	0.08	0.95	0.41	1.23	0.30	-	-	-	0.003	0.044
	AJ	0.09	0.30	0.47	0.007	0.004	10.12	0.15	2.60	0.19	0.07	1.81	0.19	0.75	0.22	-	-	-	0.003	0.039
	AK	0.10	0.23	0.49	0.006	0.006	10.25	0.23	2.52	0.20	0.08	1.05	0.40	1.45	0.09	-	-	-	0.003	0.045
	AL	0.07	0.31	0.48	0.008	0.005	12.03	0.16	2.61	0.21	0.08	1.90	0.50	1.92	0.13	-	-	-	0.004	0.044
本発明鋼2	BA	0.09	0.30	0.49	0.008	0.005	10.49	0.18	2.80	0.23	0.06	0.53	0.51	1.98	-	0.08	-	-	0.004	0.045
	BB	0.10	0.29	0.48	0.007	0.006	11.05	0.16	2.60	0.22	0.08	2.41	0.15	0.59	-	0.20	-	-	0.003	0.046
	BC	0.08	0.27	0.51	0.008	0.004	11.80	0.20	1.91	0.19	0.07	1.81	0.21	0.80	-	0.13	-	-	0.003	0.045
	BD	0.11	0.31	0.50	0.006	0.007	10.73	0.63	2.53	0.22	0.07	1.30	0.53	2.20	-	0.06	-	-	0.003	0.044
	BE	0.09	0.28	0.47	0.008	0.005	8.99	0.72	2.92	0.21	0.08	2.22	0.23	0.92	-	0.41	-	-	0.005	0.048
	BF	0.07	0.31	0.48	0.007	0.006	9.10	0.32	2.55	0.23	0.07	1.79	0.16	0.75	-	0.32	-	-	0.003	0.047
	BG	0.06	0.30	0.19	0.006	0.005	12.05	0.14	2.00	0.17	0.07	1.91	0.52	1.83	-	0.07	-	-	0.003	0.039
	BH	0.08	0.23	0.31	0.008	0.006	11.53	0.15	2.28	0.20	0.08	1.83	0.32	1.23	-	0.33	-	-	0.004	0.042
	BI	0.10	0.24	0.46	0.007	0.007	11.61	0.18	2.45	0.18	0.08	2.24	0.35	1.35	-	0.25	-	-	0.003	0.031
	BJ	0.09	0.20	0.44	0.006	0.008	10.01	0.48	1.56	0.24	0.05	2.60	0.21	0.62	-	0.21	-	-	0.005	0.041
	BK	0.07	0.21	0.25	0.008	0.006	10.12	0.15	2.60	0.21	0.07	1.81	0.23	0.81	-	0.15	-	-	0.003	0.044
	BL	0.08	0.30	0.49	0.008	0.005	10.05	0.18	2.51	0.20	0.06	1.95	0.37	1.45	-	0.06	-	-	0.004	0.045

【0039】

【表 2】

表 2 供試鋼の化学成分の続き (重量%)

符号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	Co	Ni	Cu	Hf	Zr	Ta	Os	B	N
CA	0.07	0.29	0.50	0.007	0.006	8.96	0.81	1.62	0.21	0.08	1.62	0.40	1.53	-	-	0.51	-	0.003	0.043
CB	0.08	0.33	0.49	0.008	0.005	11.83	0.21	2.21	0.23	0.07	2.52	0.43	1.51	-	-	0.53	-	0.003	0.043
CC	0.10	0.34	0.35	0.007	0.005	10.12	0.15	2.00	0.19	0.07	1.81	0.46	1.64	-	-	0.75	-	0.005	0.045
CD	0.09	0.29	0.48	0.006	0.007	9.05	0.14	2.60	0.20	0.06	1.53	0.47	1.83	-	-	0.88	-	0.004	0.046
CE	0.08	0.27	0.49	0.007	0.004	12.04	0.11	2.35	0.22	0.07	2.46	0.34	1.32	-	-	0.68	-	0.003	0.048
CF	0.09	0.30	0.51	0.007	0.006	11.01	0.21	1.86	0.23	0.08	2.35	0.45	1.65	-	-	0.90	-	0.004	0.047
CG	0.06	0.23	0.18	0.007	0.005	10.53	0.32	2.41	0.17	0.09	2.64	0.51	0.92	-	-	0.54	-	0.003	0.039
CH	0.11	0.28	0.48	0.006	0.006	10.13	0.15	2.00	0.24	0.05	1.82	0.48	1.85	-	-	0.91	-	0.003	0.042
CI	0.09	0.31	0.26	0.006	0.005	10.76	0.18	2.31	0.21	0.07	2.31	0.26	0.94	-	-	0.74	-	0.004	0.051
CJ	0.10	0.24	0.46	0.007	0.005	11.02	0.17	2.34	0.20	0.07	2.08	0.47	1.25	-	-	0.64	-	0.003	0.045
CK	0.09	0.18	0.44	0.007	0.006	10.12	0.13	1.98	0.19	0.08	1.99	0.31	0.86	-	-	0.86	-	0.004	0.044
CL	0.07	0.28	0.51	0.006	0.006	10.51	0.21	2.05	0.21	0.07	2.34	0.51	1.43	-	-	0.87	-	0.003	0.049
DA	0.08	0.28	0.45	0.008	0.006	10.50	0.15	2.56	0.20	0.07	1.81	0.26	0.87	-	-	-	0.95	0.003	0.045
DB	0.07	0.30	0.48	0.007	0.004	10.75	0.17	2.41	0.21	0.08	1.85	0.35	0.94	-	-	-	1.25	0.004	0.044
DC	0.06	0.28	0.36	0.008	0.005	11.28	0.16	2.20	0.22	0.06	1.86	0.48	1.80	-	-	-	1.58	0.003	0.043
DD	0.08	0.31	0.51	0.009	0.006	9.02	0.17	2.05	0.19	0.07	2.03	0.19	0.78	-	-	-	1.31	0.003	0.046
DE	0.09	0.27	0.47	0.008	0.007	11.05	0.35	2.07	0.23	0.08	1.91	0.46	1.83	-	-	-	0.98	0.003	0.050
DF	0.08	0.29	0.48	0.007	0.006	11.32	0.18	2.04	0.19	0.08	1.88	0.48	1.85	-	-	-	1.00	0.003	0.049
DG	0.11	0.23	0.49	0.009	0.005	8.96	0.84	2.31	0.21	0.07	2.43	0.19	0.65	-	-	-	1.65	0.003	0.039
DH	0.06	0.31	0.49	0.008	0.007	10.12	0.51	2.18	0.19	0.08	1.94	0.28	1.03	-	-	-	1.78	0.005	0.045
DI	0.08	0.21	0.35	0.007	0.006	11.01	0.23	1.64	0.17	0.09	1.74	0.35	1.32	-	-	-	2.51	0.004	0.052
DJ	0.07	0.19	0.48	0.006	0.006	10.24	0.25	2.60	0.24	0.06	1.97	0.32	0.94	-	-	-	2.30	0.002	0.041
DK	0.09	0.21	0.51	0.007	0.007	10.10	0.21	1.98	0.20	0.08	1.78	0.19	0.78	-	-	-	1.01	0.003	0.043
DL	0.07	0.35	0.18	0.007	0.005	12.01	0.15	2.60	0.22	0.07	2.51	0.51	1.97	-	-	-	1.65	0.004	0.045

【0040】

【表 3】

表 3 供試鋼の機械的性質

	符号	常温引張試験			600℃引張試験			延性 脆性遷移温度 (℃)	650℃×10 <sup>3</sup> hr クリープ破断強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )
		引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	0.2%耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	0.2%耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)		
比較鋼	A	61.1	38.7	30	34.0	25.0	38	5	1.9
	B	68.9	51.2	25	33.4	26.1	36	0	4.3
	C	65.6	46.0	26	32.5	24.2	35	25	5.0
	D	78.8	56.3	20	39.9	30.0	36	20	2.3
本発明鋼 1	AA	81.3	62.1	21	43.5	35.1	31	5	8.8
	AB	80.2	60.2	23	50.2	37.9	35	10	8.7
	AC	82.5	63.5	24	46.2	35.6	34	0	9.5
	AD	77.5	58.2	25	40.2	30.2	35	10	8.1
	AE	79.2	59.4	27	42.3	32.8	34	15	8.6
	AF	75.8	56.0	26	39.2	28.9	33	20	7.9
	AG	81.3	61.9	22	49.9	40.7	33	10	8.9
	AH	79.5	59.4	28	42.6	33.1	37	15	8.7
	AI	81.8	62.7	24	50.3	41.0	32	5	9.0
	AJ	81.6	62.5	23	49.9	40.7	33	5	8.8
本発明鋼 2	AK	78.0	59.3	28	40.5	30.8	36	10	8.3
	AL	78.6	60.0	28	41.5	32.0	35	15	8.5
	BA	79.2	58.8	28	40.0	30.5	35	20	8.2
	BB	79.8	59.6	25	42.3	32.8	34	10	8.6
	BC	79.8	59.1	28	40.4	30.9	36	5	8.3
	BD	76.0	58.1	28	39.3	29.1	35	15	7.9
	BE	83.3	65.1	28	50.0	42.5	32	0	9.9
	BF	83.0	64.9	26	50.1	41.6	32	5	9.5
	BG	77.8	58.5	26	40.6	30.3	36	5	8.0
	BH	82.5	62.8	28	50.2	41.6	34	5	9.4
	BI	81.8	62.7	24	47.1	40.9	33	10	8.8
	BJ	78.8	59.9	28	40.9	31.0	35	10	8.5
	BK	80.0	59.8	27	42.5	33.0	34	5	8.6
	BL	77.8	58.5	26	40.5	30.4	35	10	8.1

【0041】

【表 4】

表 4 供試鋼の機械的性質の続き

	符号	常温引張試験			600℃引張試験			延性-脆性遷移温度 (℃)	650℃×10 <sup>3</sup> hr クリープ破断強度 (kgf/mm <sup>2</sup> )
		引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	0.2%耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	0.2%耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)		
本発明鋼 3	CA	81.8	70.7	24	48.0	37.5	33	20	10.0
	CB	83.1	71.4	27	47.9	37.7	35	15	10.5
	CC	83.1	71.5	25	47.8	37.9	34	10	10.6
	CD	83.5	72.0	23	50.4	42.0	33	5	11.5
	CE	83.5	71.8	23	48.1	38.2	33	10	10.7
	CF	83.4	71.9	25	50.1	41.5	32	0	11.2
	CG	83.2	71.5	26	48.2	38.5	33	10	10.8
	CH	84.0	72.1	25	50.0	41.8	33	0	11.4
	CI	83.6	71.9	25	48.5	39.7	34	5	10.9
	CJ	82.5	70.9	27	49.1	39.4	35	10	10.7
	CK	83.3	72.0	26	49.5	40.8	35	5	11.1
	CL	84.2	72.5	28	50.7	41.9	34	5	11.3
本発明鋼 4	DA	83.0	71.5	26	50.7	42.1	35	10	12.0
	DB	84.4	72.0	25	51.2	42.6	33	5	12.4
	DC	84.6	72.3	25	51.3	42.5	33	5	12.5
	DD	83.9	71.6	25	50.7	42.3	34	10	12.1
	DE	83.5	71.8	24	50.5	42.5	34	15	11.9
	DF	83.4	71.4	26	50.4	42.1	35	10	12.0
	DG	84.2	72.0	26	51.4	42.7	32	5	12.7
	DH	84.6	72.1	26	51.3	42.6	33	5	12.7
	DI	85.5	72.8	24	51.4	43.0	32	0	12.9
	DJ	85.6	72.9	24	51.5	43.2	33	0	13.2
	DK	83.2	71.4	27	50.6	41.9	35	10	12.0
	DL	85.0	72.4	24	51.5	42.8	34	5	12.8



**11-61342**

**(54) [Title of the Invention] High Cr ferrite steel**

**(57) [Abstract]**

**[Problem] To present a novel high Cr ferrite steel that can replace an austenitic stainless steel, be substantially enhanced in high temperature creep strength in temperature region of 600°C or higher, and has performance as well or better than existing low alloy steel in toughness, processability, and weldability.**

**[Solving Means] The invention comprises, by wt. %, C: 0.03 to 0.12, Si: 0.1 to 0.7, Mn: 0.1 to 1.0, P:  $\leq 0.025$ , S:  $\leq 0.015$ , Cr: 8 to 13, Mo: 0.1 to 1.5, W: 0.1 to 3.5, V: 0.01 to 0.3, Nb: 0.01 to 0.2, Co: 0.1 to 3, Cu: 0.1 to 3, Ni: 0.1 to 1, B: 0.0005 to 0.01, and N: 0.01 to 0.1, and further comprising any one of Hf: 0.01 to 0.5, Zr: 0.01 to 0.5, Ta: 0.01 to 1.0, or Os: 0.01 to 3, with the remainder of iron and inevitable impurities.**

**[Claims]**

**1. A high Cr ferrite steel comprising, by wt. %, carbon: 0.03 to 0.12 %, silicon: 0.1 to 0.7 %, manganese: 0.1 to 1.0 %, phosphorus:  $\leq 0.025$  %, sulfur:  $\leq 0.015$  %, chromium: 8 to 13 %, molybdenum: 0.1 to 1.5 %, tungsten: 0.1 to 3.5 %, vanadium: 0.01 to 0.3 %, niobium: 0.01 to 0.2 %, cobalt: 0.1 to 3 %, copper: 0.1 to 3 %, nickel: 0.1 to 1 %, boron: 0.0005 to 0.01 %, nitrogen: 0.01 to 0.1 %, and hafnium: 0.01 to 0.5 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.**

**2. A high Cr ferrite steel comprising, by wt. %, carbon: 0.03 to 0.12 %, silicon: 0.1 to 0.7 %, manganese: 0.1 to 1.0 %, phosphorus:  $\leq 0.025$  %, sulfur:  $\leq 0.015$  %, chromium: 8 to 13 %, molybdenum: 0.1 to 1.5 %, tungsten: 0.1 to 3.5 %, vanadium: 0.01 to 0.3 %, niobium: 0.01 to 0.2 %, cobalt: 0.1 to 3 %, copper: 0.1 to 3 %, nickel: 0.1 to 1 %, boron:**

0.0005 to 0.01 %, nitrogen: 0.01 to 0.1 %, and zirconium: 0.01 to 0.5 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.

3. A high Cr ferrite steel comprising, by wt. %, carbon: 0.03 to 0.12 %, silicon: 0.1 to 0.7 %, manganese: 0.1 to 1.0 %, phosphorus:  $\leq 0.025$  %, sulfur:  $\leq 0.015$  %, chromium: 8 to 13 %, molybdenum: 0.1 to 1.5 %, tungsten: 0.1 to 3.5 %, vanadium: 0.01 to 0.3 %, niobium: 0.01 to 0.2 %, cobalt: 0.1 to 3 %, copper: 0.1 to 3 %, nickel: 0.1 to 1 %, boron: 0.0005 to 0.01 %, nitrogen: 0.01 to 0.1 %, and tantalum: 0.01 to 1.0 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.

4. A high Cr ferrite steel comprising, by wt. %, carbon: 0.03 to 0.12 %, silicon: 0.1 to 0.7 %, manganese: 0.1 to 1.0 %, phosphorus:  $\leq 0.025$  %, sulfur:  $\leq 0.015$  %, chromium: 8 to 13 %, molybdenum: 0.1 to 1.5 %, tungsten: 0.1 to 3.5 %, vanadium: 0.01 to 0.3 %, niobium: 0.01 to 0.2 %, cobalt: 0.1 to 3 %, copper: 0.1 to 3 %, nickel: 0.1 to 1 %, boron: 0.0005 to 0.01 %, nitrogen: 0.01 to 0.1 %, and osmium: 0.01 to 3 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Technical Field of the Invention]

The present invention relates to a high Cr ferrite steel excellent in high temperature strength, preferably used as high temperature pressure-proof members in the fields of power generation boilers, turbines, and chemical plants.

[0002]

[Prior Art]

As high temperature pressure-proof members for power generation boilers, chemical plants, and nuclear power plants, austenitic stainless steel, high Cr ferrite steel with Cr content of 9 to 12 %, low Cr ferrite steel represented by 2 1/4Cr-1Mo steel (JIS

STBA24), and carbon steel are used (all alloy contents in the specification are percent by weight). These materials are selected in consideration of the working temperature of members, pressure, environments of use, and economy. In particular, as compared with austenitic stainless steel, 9 to 12% Cr ferrite steel has excellent features: 1) low price, 2) small thermal expansion, 3) resistance to stress corrosion and crack, and 4) excellent thermal conductivity. Further, as compared with low Cr ferrite steel, it is excellent in resistance to high temperature corrosion and stress corrosion, and is high in high temperature strength. It is hence noticed as a substitute for austenitic stainless steel.

[0003]

[Problems that the Invention Is to Solve]

It is an object of the invention to present a novel high Cr ferrite steel that can replace an austenitic stainless steel, substantially enhanced in high temperature creep strength in temperature region of 600°C and higher, and equivalent in performance to existing low alloy steel in toughness, processability, and weldability.

[0004]

[Means for Solving the Problems]

The present inventor has accumulated intensive research and studies, and presents a high ferrite steel excellent in high temperature strength as described below.

(1) A high Cr ferrite steel comprising, by wt. %, carbon (C): 0.03 to 0.12 %, silicon (Si): 0.1 to 0.7 %, manganese (Mn): 0.1 to 1.0 %, phosphorus (P):  $\leq 0.025$  %, sulfur (S):  $\leq 0.015$  %, chromium (Cr): 8 to 13 %, molybdenum (Mo): 0.1 to 1.5 %, tungsten (W): 0.1 to 3.5 %, vanadium (V): 0.01 to 0.3 %, niobium (Nb): 0.01 to 0.2 %, cobalt (Co): 0.1 to 3 %, copper (Cu): 0.1 to 3 %, nickel (Ni): 0.1 to 1 %, boron (B): 0.0005 to 0.01 %, nitrogen (N): 0.01 to 0.1 %, and hafnium (Hf): 0.01 to 0.5 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.

**(2) A high Cr ferrite steel comprising, by wt. %, carbon: 0.03 to 0.12 %, silicon: 0.1 to 0.7 %, manganese: 0.1 to 1.0 %, phosphorus:  $\leq 0.025$  %, sulfur:  $\leq 0.015$  %, chromium: 8 to 13 %, molybdenum: 0.1 to 1.5 %, tungsten: 0.1 to 3.5 %, vanadium: 0.01 to 0.3 %, niobium: 0.01 to 0.2 %, cobalt: 0.1 to 3 %, copper: 0.1 to 3 %, nickel: 0.1 to 1 %, boron: 0.0005 to 0.01 %, nitrogen: 0.01 to 0.1 %, and zirconium: 0.01 to 0.5 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.**

**(3) A high Cr ferrite steel comprising, by wt. %, carbon: 0.03 to 0.12 %, silicon: 0.1 to 0.7 %, manganese: 0.1 to 1.0 %, phosphorus:  $\leq 0.025$  %, sulfur:  $\leq 0.015$  %, chromium: 8 to 13 %, molybdenum: 0.1 to 1.5 %, tungsten: 0.1 to 3.5 %, vanadium: 0.01 to 0.3 %, niobium: 0.01 to 0.2 %, cobalt: 0.1 to 3 %, copper: 0.1 to 3 %, nickel: 0.1 to 1 %, boron: 0.0005 to 0.01 %, nitrogen: 0.01 to 0.1 %, and tantalum: 0.01 to 1.0 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.**

**(4) A high Cr ferrite steel comprising, by wt. %, carbon: 0.03 to 0.12 %, silicon: 0.1 to 0.7 %, manganese: 0.1 to 1.0 %, phosphorus:  $\leq 0.025$  %, sulfur:  $\leq 0.015$  %, chromium: 8 to 13 %, molybdenum: 0.1 to 1.5 %, tungsten: 0.1 to 3.5 %, vanadium: 0.01 to 0.3 %, niobium: 0.01 to 0.2 %, cobalt: 0.1 to 3 %, copper: 0.1 to 3 %, nickel: 0.1 to 1 %, boron: 0.0005 to 0.01 %, nitrogen: 0.01 to 0.1 %, and osmium: 0.01 to 3 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.**

**[0005]**

**[Embodiments]**

**A first preferred embodiment is characterized by adding Hf which has been rarely used conventionally as additive element, and by properly adding Co, Cu, and Ni which are effective for suppressing formation of delta-ferrite, and presents a high Cr ferrite steel excellent in high temperature strength, comprising, by wt. %, C: 0.03 to 0.12 %, Si: 0.1 to 0.7 %, Mn: 0.1 to 1.0 %, P:  $\leq 0.025$  %, S:  $\leq 0.015$  %, Cr: 8 to 13 %, Mo:**

**0.1 to 1.5 %, W: 0.1 to 3.5 %, V: 0.01 to 0.3 %, Nb: 0.01 to 0.2 %, Co: 0.1 to 3 %, Cu: 0.1 to 3 %, Ni: 0.1 to 1 %, B: 0.0005 to 0.01 %, N: 0.01 to 0.1 %, and Hf: 0.01 to 0.5 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.**

**[0006]**

**The actions of the components used in the steel of the invention, and the reason of limiting the contents thereof are explained below. C (carbon), together with N, is bonded with Cr, Fe, V, Nb, and forms carbonitride, and contributes to enhancement of high temperature strength. Also acting as an austenite producing element, it suppresses formation of delta-ferrite. If less than 0.03 %, the carbide deposition is insufficient, and delta-ferrite amount increases, and the strength and toughness are poor. If added by more than 0.12 %, deposition of carbide is excessive, leading to excessive hardening and decline of processability, and weldability is poor, and welding cracks and other defects are caused in manufacture of pressure vessels. Hence the preferred content range is 0.03 to 0.12 %, or more preferably 0.05 to 0.11 %.**

**[0007]**

**Si (silicon) acts as deoxidizer, and is an element for enhancing the steam oxidation resistance, but if exceeding 0.7 %, the toughness is extremely lowered, and it is harmful for strength. If less than 0.1 %, the effect is not obtained. Hence the preferred content range is 0.1 to 0.7 %.**

**[0008]**

**Mn (manganese) is a useful element as deoxidizer like Si. If added by more than 1 %, the steel is hardened and processability is spoiled. If less than 0.1 %, the effect is not obtained. Hence the preferred content range is 0.1 to 1 %.**

**[0009]**

**P (phosphorus) and S (sulfur) are harmful elements for toughness and**

processability, and even a trace of S instabilizes the grain boundary and  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  scale film, and causes to deteriorate the strength, toughness and processability, and the content should be as small as possible within the allowable range. Upper limits of inevitable contents are 0.025 % of P and 0.015 % of S.

[0010]

Cr (chromium) is bonded with C and N, and forms carbonitride, and contributes to enhancement of creep rupture strength, and also forms solid solution in the matrix to improve the oxidation resistance and high temperature corrosion resistance, and further fortifies the matrix to contribute to enhancement of creep strength. If the content is less than 8 %, enough effect for oxidation resistance and high temperature corrosion resistance is not obtained, or if added by more than 13 %, delta-ferrite is likely to grow, and strength and toughness are spoiled. Hence the preferred content range is 8 to 13 %.

[0011]

Mo (molybdenum), together with W, forms a solid solution in matrix, and enhances the creep strength. If alone, Mo can be added by about 3 %, but when added together with W within the scope of the claims, W is more effective for enhancing the high temperature strength, or when Mo and W are added excessively, delta-ferrite is formed, and an intermetallic compound called Laves phase is formed during use for a long time at high temperature, and the creep ductility is lowered. If less than 0.1 %, its effect is not obtained. Hence the preferred content range is 0.1 to 1.5 %, or more preferably 0.1 to 1.0 %.

[0012]

W (tungsten), as mentioned above, forms a solid solution in matrix and extremely enhances the creep strength. If added by more than 3.5 %, delta-ferrite is

formed. If less than 0.1 %, its effect is not obtained. Hence the preferred content range is 0.1 to 3.5 %, or more preferably 1.5 to 3.0 %.

[0013]

V (vanadium) is, together with Nb, bonded with C, N, and forms a fine carbonitride. This fine deposit is effective for enhancing the long-time creep strength at high temperature. At less than 0.01 %, its effect is not obtained, or at more than 0.3 %, the creep strength is lost. Hence the preferred content range is 0.01 to 0.3 %, or more preferably 0.10 to 0.25 %.

[0014]

Nb (niobium), as mentioned above, forms a fine carbonitride, and contributes to enhancement of creep strength. It is also effective for suppressing growth of austenite particles in solution treatment. At less than 0.01 %, its effect is not obtained, or at more than 0.2 %, undissolved NbC increases, and the creep strength and toughness are lost. Hence the preferred content range is 0.01 to 0.2 %, or more preferably 0.03 to 0.1 %.

[0015]

Co (cobalt) is an austenite stabilizing element, like Cu and Ni, it suppresses growth of delta-ferrite. As compared with Ni, it is less likely to lower the Acl temperature for its content, and it is advantageous that the tempering temperature can be set higher. Hence, the content of Co is 0.1 to 3 %. At less than 0.1 %, sufficient effect is not obtained, but at more than 3 %, the creep strength is sacrificed.

[0016]

Cu (copper) is an austenite stabilizing element, is effective to suppress growth of delta-ferrite, and it is also expected to fortify the solid solution and encourage the deposition. However, excessive addition may lower the strength and hot processability. Hot processability may be improved by adding Ni properly. Hence the preferred

content range is 0.1 to 3 %, or more preferably 0.5 to 2.5 %.

[0017]

Ni (nickel) is an austenite stabilizing element, is effective to suppress growth of delta-ferrite, and it also contributes to improvement of toughness, but if the content is more than 1 %, the high temperature creep strength is lost. In the balance of Ni and Cu, when the ratio by weight is  $\text{Ni} \geq 1/4 \text{ Cu}$ , it is effective to prevent crack in hot processing due to excessive addition of Cu (Cu added by more than 1 %). Therefore, in consideration of balance with Cu, the preferred content range is 0.1 to 1 %, or more preferably 0.1 to 0.7 %.

[0018]

B (boron) can enhance the hardening property by addition of only a trace, and is effective to disperse and stabilize the carbide. At less than 0.0005 %, its effect is small, or at more than 0.01 %, the processability is spoiled. Hence the preferred content range is 0.0005 to 0.01 %, or more preferably 0.001 to 0.007 %.

[0019]

N (nitrogen) is, like C, bonded with Cr, Fe, N, Nb, and forms carbonitride. At less than 0.01 %, no effect is obtained, but at more than 0.1 %, carbonitride is roughened, and the strength, toughness and processability are lost. Hence the preferred content range is 0.01 to 0.1 %, or more preferably 0.02 to 0.07 %.

[0020]

Hf (hafnium) is large in misfit (degree of lattice distortion) with Fe matrix, and large in coefficient of diffusion in Fe, and when a solid solution of Hf is formed in Fe matrix, the motion of transition is disturbed and the high temperature strength is enhanced. If not forming solid solution, Hf is bonded with C to deposit as carbide, and motion of transition is disturbed. At less than 0.01 %, no effect is obtained, or if added



by more than 0.5 %, an intermetallic compound is formed, and the toughness is lowered. Hence the preferred content range is 0.01 to 0.5 %.

**[0021]**

A second preferred embodiment is characterized by adding Zr which has been rarely used conventionally as additive element, and by properly adding Co, Cu, and Ni which are effective for suppressing formation of delta-ferrite, and presents a high Cr ferrite steel excellent in high temperature strength, comprising, by wt. %, C: 0.03 to 0.12 %, Si: 0.1 to 0.7 %, Mn: 0.1 to 1.0 %, P:  $\leq 0.025$  %, S:  $\leq 0.015$  %, Cr: 8 to 13 %, Mo: 0.1 to 1.5 %, W: 0.1 to 3.5 %, V: 0.01 to 0.3 %, Nb: 0.01 to 0.2 %, Co: 0.1 to 3 %, Cu: 0.1 to 3 %, Ni: 0.1 to 1 %, B: 0.0005 to 0.01 %, N: 0.01 to 0.1 %, and Zr: 0.01 to 0.5 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.

**[0022]**

The actions of the components used in the steel of the second preferred embodiment of the invention, and the reason of limiting the contents thereof are explained below. The actions and contents of C, Si, Mn, P, S, Cr, Mo, W, V, Nb, Co, Cu, Ni, B and N are same as in the first preferred embodiment. Zr (zirconium) is large in misfit (degree of lattice distortion) with Fe matrix, and large in coefficient of diffusion in Fe, and when a solid solution of Zr is formed in Fe matrix, the motion of transition is disturbed and the high temperature strength is enhanced. If not forming solid solution, Zr is bonded with N to deposit as nitride, and motion of transition is disturbed. At less than 0.01 %, no effect is obtained, or if added excessively, an intermetallic compound is formed, and the toughness is lowered. Hence the preferred content range is 0.01 to 0.5 %.

**[0023]**

A third preferred embodiment is characterized by adding Ta which has been

rarely used conventionally as additive element, and by properly adding Co, Cu, and Ni which are effective for suppressing formation of delta-ferrite, and presents a high Cr ferrite steel excellent in high temperature strength, comprising, by wt. %, C: 0.03 to 0.12 %, Si: 0.1 to 0.7 %, Mn: 0.1 to 1.0 %, P:  $\leq 0.025$  %, S:  $\leq 0.015$  %, Cr: 8 to 13 %, Mo: 0.1 to 1.5 %, W: 0.1 to 3.5 %, V: 0.01 to 0.3 %, Nb: 0.01 to 0.2 %, Co: 0.1 to 3 %, Cu: 0.1 to 3 %, Ni: 0.1 to 1 %, B: 0.0005 to 0.01 %, N: 0.01 to 0.1 %, and Ta: 0.01 to 1.0 %, with the remainder of iron and inevitable impurities.

[0024]

The actions of the components used in the steel of the third preferred embodiment of the invention, and the reason of limiting the contents thereof are explained below. The actions and contents of C, Si, Mn, P, S, Cr, Mo, W, V, Nb, Co, Cu, Ni, B and N are same as in the first preferred embodiment. Ta (tantalum) is large in misfit (degree of lattice distortion) with Fe matrix, and large in coefficient of diffusion in Fe, and when a solid solution of Ta is formed in Fe matrix, the motion of transition is disturbed and the high temperature strength is enhanced. At less than 0.01 %, no effect is obtained, or if added by more than 1 %, an intermetallic compound is formed, and a carbide is likely to be formed. Hence the preferred content range is 0.01 to 1.0 %.

[0025]

A fourth preferred embodiment is characterized by adding Ta which has been rarely used conventionally as additive element, and by properly adding Co, Cu, and Ni which are effective for suppressing formation of delta-ferrite, and presents a high Cr ferrite steel excellent in high temperature strength, comprising, by wt. %, C: 0.03 to 0.12 %, Si: 0.1 to 0.7 %, Mn: 0.1 to 1.0 %, P:  $\leq 0.025$  %, S:  $\leq 0.015$  %, Cr: 8 to 13 %, Mo: 0.1 to 1.5 %, W: 0.1 to 3.5 %, V: 0.01 to 0.3 %, Nb: 0.01 to 0.2 %, Co: 0.1 to 3 %, Cu: 0.1 to 3 %, Ni: 0.1 to 1 %, B: 0.0005 to 0.01 %, N: 0.01 to 0.1 %, and Os: 0.01 to 3 %, with the

remainder of iron and inevitable impurities.

**[0026]**

The actions of the components used in the steel of the fourth preferred embodiment of the invention, and the reason of limiting the contents thereof are explained below. The actions and contents of C, Si, Mn, P, S, Cr, Mo, W, V, Nb, Co, Cu, Ni, B and N are same as in the first preferred embodiment. Os (osmium) is large in misfit (degree of lattice distortion) with Fe matrix, and large in coefficient of diffusion in Fe, and when a solid solution of Hf is formed in Fe matrix, the motion of transition is disturbed and the high temperature strength is enhanced. Fe matrix has a wide solid solution limit to Os, and the high temperature strength elevates in proportion to the content, but considering the economy, its upper limit is set at 3%. At less than 0.01%, no effect is obtained, and hence the preferred content range is 0.01 to 3.0%.

**[0027]**

The high Cr ferrite steel excellent in high temperature strength of the invention also includes, aside from the components described above, inevitable impurities and iron. Inevitable impurities are elements mixed in from the materials in the manufacturing stage which cannot be removed by refining, and are specifically Al, O, Sn, As, and Sb. Contents of inevitable impurities are  $P < 0.03$ ,  $S < 0.03$ ,  $Al < 0.01$ ,  $O < 0.01$ ,  $Sn < 0.01$ ,  $As < 0.01$ , and  $Sb < 0.01$ .

**[0028]**

**[Examples]**

Specific examples are described below, but it must be noted that the invention is not limited to these specific examples alone. Table 1 and Table 2 show the chemical composition of the materials presented for tests, and Table 3 and Table 4 show results of material characteristic tests.

### **Example 1**

**In Table 1, A to D are comparative steels, and AA to AL are steels of the invention in example 1. Steel A, steel B, and steel C are materials equivalent to Thermal STBA27, Thermal STBA28, and Thermal SUS410J2TB specified in technical standard of thermal power plant facilities, and steel D is a material equivalent to X20CrMoV12 of DIN standard. These steels were melted in high frequency vacuum melting furnace of 30 kg, and ingots were forged at 1150 to 950°C. Steel A and steel B were normally heat treated by normalizing at 1050°C × 1 hr AC (air cooling), and tempering at 770°C × 1 hr AC. Steel C and steel D were treated by normalizing at 1100°C × 1 hr AC, and tempering at 780°C × 2 hr AC. The steels of the invention were treated by normalizing at 1070°C × 3 hr AC, and tempering at 780°C × 2 hr AC.**

**[0029]**

**The sample steels were evaluated by tensile test (JIS Z 2241), Sharpy impact test (JIS Z 2242), and creep rupture test (JIS Z 2272). The tensile test was conducted at room temperature and 600°C, and the creep rupture test was conducted at 600°C, 650°C, and 700°C, for a long time of a maximum of about 10000 hours, and the creep rupture strength at 650°C × 10<sup>5</sup> hours was determined. In Sharpy impact test, ductility-brittleness rupture transition temperature was determined according to JIS Z 2202.**

**[0030]**

**Results are shown in Table 3. As clear from Table 3, the steels of the invention present higher values than the comparative steels in tensile strength and 0.2% yield strength at ordinary temperature and 600°C. Further, the creep rupture strength of the steels of the invention is far superior to that of the comparative steels. The ductility-brittleness transition temperature of the steels of the invention is equivalent to**

the value of the existing steel of the comparative steels, and there is no practical problem. Hence, the steels of the invention are materials having high temperature strength substantially higher than that of the existing steels, and toughness equivalent to that of the existing steels.

[0031]

#### **Example 2**

In the same manner as in example 1, the material characteristics of steel 2 of the invention (samples BA to BL) were evaluated by tensile test, Sharpy impact test, and creep rupture test. Results are shown in Table 3. As clear from Table 3, the steels of the invention, same as steels of example 1 of the invention (AA to AL) present higher values than the comparative steels in tensile strength and 0.2% yield strength at ordinary temperature and 600°C. Further, the creep rupture strength of the steels of the invention is far superior to that of the comparative steels. The ductility-brittleness transition temperature of the steels of the invention is equivalent to the value of the existing steel of the comparative steels, and there is no practical problem.

[0032]

Thus, the steels of the invention are, same as the steels of example 1 of the invention, materials having high temperature strength substantially higher than that of the existing steels, and toughness equivalent to that of the existing steels. Zr, one of the characteristic additive elements of the invention, is more inexpensive than Hf used in example 1, and it is more beneficial economically than example 1.

[0033]

#### **Example 3**

In the same manner as in example 1, the material characteristics of steel 3 of the invention (samples CA to CL) were evaluated by tensile test, Sharpy impact test, and

creep rupture test. Chemical compositions of materials are shown in Table 2, and test results are shown in Table 4. As clear from Table 4, the steels of the invention, same as steels of example 1 of the invention (AA to AL) present higher values than the comparative steels in tensile strength and 0.2 % yield strength at ordinary temperature and 600°C. Further, the creep rupture strength of the steels of the invention is far superior to that of the comparative steels. The ductility-brittleness transition temperature of the steels of the invention is equivalent to the value of the existing steel of the comparative steels, and there is no practical problem. In the steels of the invention, further, as compared with the steels in example 1 (steel adding Hf) and example 2 (steel adding Zr), since the solid solution limit of special additive element (Ta) in Fe is wider, a higher content can be added, and a high creep rupture strength is obtained.

[0034]

Thus, the steels of the invention are materials having high temperature strength substantially higher than that of the existing steels, and toughness equivalent to that of the existing steels, and are superior in high temperature strength as compared with steels of examples 1 and 2 of the invention. Being superior in high temperature strength as compared with steels of examples 1 and 2 of the invention, the material can be formed more thinly, and thermal stress due to start and stop of plant can be reduced, and generation of damage can be prevented, which contributes to enhancement of plant reliability.

[0035]

#### **Example 4**

In the same manner as in example 1, the material characteristics of steel 4 of the invention (samples DA to DL) were evaluated by tensile test, Sharpy impact test, and creep rupture test. Chemical compositions of materials are shown in Table 2, and test

results are shown in Table 4. As clear from Table 4, the steels of the invention, same as steels of example 1 of the invention (AA to AL) present higher values than the comparative steels in tensile strength and 0.2 % yield strength at ordinary temperature and 600°C. Further, the creep rupture strength of the steels of the invention is far superior to that of the comparative steels. The ductility-brittleness transition temperature of the steels of the invention is equivalent to the value of the existing steel of the comparative steels, and there is no practical problem. In the steels of the invention, further, as compared with the steels in example 1 (steel adding Hf), example 2 (steel adding Zr), and example 3 (steel adding Ta), since the solid solution limit of special additive element (Is) in Fe is wider, a higher content can be added, and a high creep rupture strength is obtained.

[0036]

Thus, the steels of the invention are materials having high temperature strength substantially higher than that of the existing steels, and toughness equivalent to that of the existing steels, and are superior in high temperature strength as compared with steels of examples 1, 2 and 3 of the invention. Being superior in high temperature strength as compared with steels of examples 1 to 3 of the invention, the material can be formed more thinly, and thermal stress due to start and stop of plant can be reduced, and generation of damage can be prevented, which contributes further to enhancement of plant reliability.

[0037]

[Effects of the Invention]

As described herein, the invention presents ferrite steel having a composition as shown in Table 1, forming a stable texture at high temperature, and substantially improved in creep strength at high temperature of 600°C or higher which has been

difficult in conventional high Cr ferrite steel. The steel of the invention has creep strength equivalent to that of austenite steels such as SUS347HTB, SUS321HTB, and SUB316HTB. The steel of the invention has all advantages of austenite steel, such as toughness, processability and economy, and is expected to be applied widely in tubes, plates, and other forged part of various shaped, in place of the existing austenite steels, as high temperature pressure-proof members in industrial fields including boilers, chemical engineering, and nuclear power plants.

[0038]



Table 1. Chemical composition of sample steels (wt.%)

	Sample	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	Co	Ni	Cu	Hf	Zr	Ta	Os	B	N
Comparison	A	0.06	0.28	0.31	0.015	0.010	8.92	2.00	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	B	0.09	0.37	0.44	0.008	0.005	9.04	0.98	-	0.24	0.07	-	0.08	-	-	-	-	-	-	0.043
	C	0.11	0.30	0.36	0.010	0.005	12.10	1.00	1.02	0.27	0.14	-	-	-	-	-	-	-	-	-
	D	0.22	0.33	0.38	0.022	0.004	11.34	0.88	-	0.30	-	-	0.64	-	-	-	-	-	-	-
Invention 1	AA	0.08	0.32	0.31	0.008	0.006	10.48	0.14	2.02	0.19	0.07	0.53	0.48	1.86	0.23	-	-	-	0.003	0.046
	AB	0.08	0.31	0.49	0.007	0.005	10.71	0.18	2.11	0.21	0.06	1.86	0.21	0.72	0.25	-	-	-	0.005	0.048
	AC	0.07	0.28	0.30	0.006	0.004	11.30	0.17	2.43	0.20	0.08	2.01	0.36	1.36	0.31	-	-	-	0.004	0.045
	AD	0.06	0.33	0.38	0.007	0.006	11.35	0.18	2.65	0.23	0.07	2.51	0.47	1.89	0.08	-	-	-	0.003	0.043
	AE	0.09	0.29	0.49	0.007	0.005	11.06	0.16	2.60	0.22	0.07	1.89	0.49	1.91	0.15	-	-	-	0.003	0.042
	AF	0.08	0.30	0.32	0.006	0.006	11.40	0.15	2.00	0.19	0.08	1.81	0.43	1.45	0.06	-	-	-	0.004	0.049
	AG	0.11	0.21	0.30	0.008	0.006	8.89	0.75	2.93	0.17	0.09	1.93	0.51	0.82	0.23	-	-	-	0.002	0.035
	AH	0.06	0.24	0.46	0.008	0.005	10.13	0.15	2.38	0.24	0.05	1.78	0.23	0.79	0.21	-	-	-	0.003	0.051
	AI	0.08	0.23	0.26	0.006	0.005	9.15	0.81	1.61	0.18	0.08	0.95	0.41	1.23	0.30	-	-	-	0.003	0.044
	AJ	0.09	0.30	0.47	0.007	0.004	10.12	0.15	2.60	0.19	0.07	1.81	0.19	0.75	0.22	-	-	-	0.003	0.039
	AK	0.10	0.23	0.49	0.006	0.006	10.25	0.23	2.32	0.20	0.08	1.05	0.40	1.45	0.09	-	-	-	0.003	0.045
	AL	0.07	0.31	0.48	0.008	0.003	12.03	0.16	2.61	0.21	0.06	1.90	0.50	1.92	0.13	-	-	-	0.004	0.044
Invention 2	BA	0.09	0.30	0.49	0.008	0.005	10.49	0.18	2.80	0.23	0.06	0.53	0.51	1.98	-	0.08	-	-	0.004	0.045
	BB	0.10	0.29	0.48	0.007	0.006	11.05	0.16	2.60	0.22	0.08	2.41	0.15	0.59	-	0.20	-	-	0.003	0.046
	BC	0.08	0.27	0.51	0.008	0.004	11.80	0.20	1.91	0.19	0.07	1.81	0.21	0.80	-	0.13	-	-	0.003	0.043
	BD	0.11	0.31	0.50	0.006	0.007	10.73	0.53	2.53	0.22	0.07	1.30	0.53	2.20	-	0.06	-	-	0.003	0.044
	BE	0.09	0.28	0.47	0.008	0.005	8.99	0.72	2.92	0.21	0.08	2.22	0.23	0.92	-	0.41	-	-	0.005	0.048
	BF	0.07	0.31	0.48	0.007	0.006	9.10	0.32	2.53	0.23	0.07	1.79	0.16	0.75	-	0.32	-	-	0.003	0.047
	BG	0.06	0.30	0.19	0.006	0.005	12.05	0.14	2.00	0.17	0.07	1.91	0.52	1.83	-	0.07	-	-	0.003	0.039
	BH	0.08	0.23	0.31	0.008	0.006	11.53	0.15	2.28	0.20	0.08	1.83	0.32	1.23	-	0.33	-	-	0.004	0.042
	BI	0.10	0.24	0.46	0.007	0.007	11.61	0.18	2.43	0.18	0.08	2.24	0.35	1.35	-	0.25	-	-	0.003	0.031
	BJ	0.09	0.20	0.44	0.006	0.008	10.01	0.48	1.54	0.24	0.05	2.60	0.21	0.62	-	0.21	-	-	0.003	0.041
	BK	0.07	0.21	0.25	0.008	0.006	10.12	0.15	2.60	0.21	0.07	1.81	0.23	0.81	-	0.15	-	-	0.003	0.044
	BL	0.08	0.30	0.49	0.008	0.005	10.05	0.18	2.51	0.20	0.06	1.95	0.37	1.45	-	0.06	-	-	0.004	0.045

[0039]

Table 2. Chemical composition of sample steels (continued) (wt.%)

	Sample	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	Co	Ni	Cu	Hf	Zr	Ta	Os	B	N
Invention 3	CA	0.07	0.29	0.30	0.007	0.006	8.96	0.81	1.62	0.21	0.08	1.62	0.40	1.53	-	-	0.51	-	0.003	0.043
	CB	0.08	0.33	0.49	0.008	0.005	11.83	0.21	2.21	0.23	0.07	2.52	0.43	1.31	-	-	0.53	-	0.003	0.043
	CC	0.10	0.34	0.35	0.007	0.005	10.12	0.15	2.00	0.19	0.07	1.81	0.46	1.64	-	-	0.75	-	0.005	0.045
	CD	0.09	0.29	0.48	0.006	0.007	9.05	0.14	2.60	0.20	0.06	1.53	0.47	1.83	-	-	0.88	-	0.004	0.046
	CE	0.08	0.27	0.49	0.007	0.004	12.04	0.11	2.35	0.22	0.07	2.46	0.34	1.32	-	-	0.68	-	0.003	0.048
	CF	0.09	0.30	0.51	0.007	0.006	11.01	0.21	1.86	0.23	0.08	2.35	0.45	1.65	-	-	0.90	-	0.004	0.047
	CG	0.06	0.23	0.18	0.007	0.005	10.53	0.32	2.41	0.17	0.09	2.64	0.51	0.92	-	-	0.54	-	0.003	0.039
	CH	0.11	0.28	0.48	0.006	0.006	10.13	0.15	2.00	0.24	0.05	1.82	0.48	1.83	-	-	0.91	-	0.003	0.042
	CI	0.09	0.31	0.26	0.006	0.005	10.76	0.18	2.31	0.21	0.07	2.31	0.26	0.94	-	-	0.74	-	0.004	0.051
	CJ	0.10	0.24	0.46	0.007	0.005	11.02	0.17	2.34	0.20	0.07	2.08	0.47	1.25	-	-	0.64	-	0.003	0.045
	CK	0.09	0.18	0.44	0.007	0.005	10.12	0.13	1.98	0.19	0.08	1.99	0.31	0.86	-	-	0.86	-	0.004	0.044
	CL	0.07	0.28	0.51	0.006	0.006	10.51	0.21	2.05	0.21	0.07	2.34	0.51	1.43	-	-	0.87	-	0.003	0.049
Invention 4	DA	0.08	0.28	0.45	0.008	0.006	10.50	0.15	2.56	0.20	0.07	1.81	0.26	0.87	-	-	-	0.95	0.003	0.045
	DB	0.07	0.30	0.48	0.007	0.004	10.75	0.17	2.41	0.21	0.08	1.85	0.33	0.94	-	-	-	1.25	0.004	0.044
	DC	0.06	0.28	0.36	0.008	0.005	11.28	0.16	2.20	0.22	0.06	1.86	0.48	1.80	-	-	-	1.58	0.003	0.043
	DD	0.08	0.31	0.31	0.009	0.006	9.02	0.17	2.05	0.19	0.07	2.03	0.19	0.78	-	-	-	1.31	0.003	0.045
	DE	0.09	0.27	0.47	0.008	0.007	11.05	0.35	2.07	0.23	0.08	1.91	0.46	1.83	-	-	-	0.98	0.003	0.050
	DF	0.08	0.29	0.48	0.007	0.006	11.32	0.18	2.04	0.19	0.08	1.88	0.48	1.85	-	-	-	1.00	0.003	0.049
	DG	0.11	0.23	0.49	0.009	0.003	8.96	0.84	2.31	0.21	0.07	2.43	0.19	0.63	-	-	-	1.65	0.003	0.039
	DH	0.06	0.31	0.49	0.008	0.007	10.12	0.51	2.18	0.19	0.08	1.94	0.28	1.03	-	-	-	1.78	0.005	0.043
	DI	0.08	0.21	0.35	0.007	0.006	11.01	0.23	1.64	0.17	0.09	1.74	0.35	1.32	-	-	-	2.51	0.004	0.052
	DJ	0.07	0.19	0.48	0.006	0.006	10.24	0.25	2.60	0.24	0.06	1.97	0.32	0.94	-	-	-	2.30	0.002	0.041
	DK	0.09	0.21	0.51	0.007	0.007	10.10	0.21	1.98	0.20	0.08	1.78	0.19	0.78	-	-	-	1.01	0.003	0.043
	DL	0.07	0.33	0.18	0.007	0.005	12.01	0.15	2.60	0.22	0.07	2.41	0.51	1.97	-	-	-	1.65	0.004	0.045

[0040]

**Table 3.** Mechanical properties of sample steels

\*1:Tensile test at ordinary temperature \*3:Tensile strength(kgf/mm<sup>2</sup>) \*5:Elongation(%)  
 \*2:Tensile test at 600°C \*4:0.2% yield strength(kgf/mm<sup>2</sup>)  
 \*6:Ductility-brittleness transition temperature(°C)  
 \*7:Creep rupture strength at 650°C 10<sup>5</sup>

	Sample	*1			*2			*6	*7
		*3	*4	*5	*3	*4	*5		
Comparison	A	61.1	38.7	30	34.0	25.0	38	5	1.9
	B	68.9	51.2	25	33.4	25.1	36	0	4.3
	C	65.6	46.0	26	32.5	24.2	35	23	3.0
	D	78.8	56.3	20	39.9	30.0	36	20	2.3
Invention 1	AA	81.3	62.1	21	43.3	35.1	31	5	8.8
	AB	80.2	60.2	23	50.2	37.9	35	10	8.7
	AC	82.5	63.5	24	46.2	33.6	34	0	9.5
	AD	77.5	58.2	25	40.2	30.2	35	10	8.1
	AE	79.2	59.4	27	42.3	32.8	34	15	8.6
	AF	75.8	56.0	26	39.2	28.9	33	20	7.9
	AG	81.3	61.9	22	49.9	40.7	33	10	8.9
	AH	79.5	59.4	28	42.6	33.1	37	15	8.7
	AI	81.8	62.7	24	50.3	41.0	32	5	9.0
	AJ	81.6	62.5	23	49.9	40.7	33	5	8.8
	AK	78.0	59.3	28	40.5	30.8	36	10	8.3
	AL	78.6	60.0	28	41.3	32.0	35	15	8.5
Invention 2	BA	79.2	58.8	28	40.0	30.5	35	20	8.2
	BB	79.8	59.6	25	42.3	32.8	34	10	8.6
	BC	79.8	59.1	28	40.4	30.9	36	5	8.3
	BD	76.0	58.1	28	39.3	29.1	35	15	7.9
	BE	83.3	65.1	28	50.0	42.5	32	0	9.9
	BF	83.0	64.9	26	50.1	41.6	32	5	9.5
	BG	77.8	58.5	26	40.6	30.3	36	5	8.0
	BH	82.5	62.8	28	50.2	41.6	34	5	9.4
	BI	81.8	62.7	24	47.1	40.9	33	10	8.8
	BJ	78.8	59.9	28	40.9	31.0	35	10	8.5
	BK	80.0	59.8	27	42.5	33.0	34	5	8.6
	BL	77.8	58.5	26	40.5	30.4	35	10	8.1

[0041]

**Table 4.** Mechanical properties of sample steels (continued)

\*1:Tensile test at ordinary temperature \*3:Tensile strength(kgf/mm<sup>2</sup>) \*5:Elongation(%)  
 \*2:Tensile test at 600°C \*4:0.2% yield strength(kgf/mm<sup>2</sup>)  
 \*6:Ductility-brittleness transition temperature(°C)  
 \*7:Creep rupture strength at 650°C 10<sup>5</sup>

	Sample	*1			*2			*6	*7
		*3	*4	*5	*3	*4	*5		
Invention 3	CA	81.8	70.7	24	48.0	37.5	33	20	10.0
	CB	83.1	71.4	27	47.9	37.7	35	15	10.5
	CC	83.1	71.5	25	47.8	37.9	34	10	10.6
	CD	83.5	72.0	23	50.4	42.0	33	5	11.5
	CE	83.5	71.8	23	48.1	38.2	33	10	10.7
	CF	83.4	71.9	25	50.1	41.5	32	0	11.2
	CG	83.2	71.5	26	48.2	38.5	33	10	10.8
	CH	84.0	72.1	25	50.0	41.8	33	0	11.4
	CI	83.6	71.9	25	48.5	39.7	34	5	10.9
	CJ	82.5	70.9	27	49.1	39.4	33	10	10.7
	CK	83.3	72.0	26	49.5	40.8	35	5	11.1
	CL	84.2	72.5	28	50.7	41.9	34	5	11.3
Invention 4	DA	83.0	71.5	26	50.7	42.1	33	10	12.0
	DB	84.4	72.0	25	51.2	42.6	33	5	12.4
	DC	84.6	72.3	25	51.3	42.5	33	5	12.5
	DD	83.9	71.6	25	50.7	42.3	34	10	12.1
	DE	83.5	71.8	24	50.5	42.5	34	15	11.9
	DF	83.4	71.4	26	50.4	42.1	35	10	12.0
	DO	84.2	72.0	26	51.4	42.7	32	5	12.7
	DH	84.6	72.1	26	51.3	42.6	33	5	12.7
	DI	85.5	72.8	24	51.4	43.0	32	0	12.9
	DJ	85.6	72.9	24	51.5	43.2	33	0	13.2
	DK	83.2	71.4	27	50.6	41.9	35	10	12.0
	DL	85.0	72.4	24	51.3	42.8	34	5	12.8